

dc_331_11

**INTENZÍV ALAKÍTÁSI ÉS HŐKEZELÉSI FOLYAMATOK
MIKROSZERKEZETRE GYAKOROLT HATÁSÁNAK
ÉRTELMEZÉSE VISSZASZÓRTELEKTRON-DIFFRAKCIÓVAL**

MTA doktori értekezés tézisei

Szabó Péter János

*Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem
Gépészmérnöki Kar*

Budapest, 2012.

1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉS

Fémes anyagaink tulajdonságait sokféle paraméter határozza meg. A mechanikai tulajdonságok szempontjából döntő fontosságú a) a kristályszerkezet, b) a szemcseméret és c) a szemcsehatár-szerkezet.

- a) A gyakorlatban alkalmazott fémek döntő hányada térben középpontos köbös (TKK) vagy felületen középpontos köbös (FKK), kisebb részük pedig hexagonális. Az egyes kristályszerkezetekben eltérő csúszási rendszerek működnek. Az FKK rácsban az $\{111\}\langle 110 \rangle$ rendszer az egyeduralkodó, de a TKK-ban az aktív csúszási rendszer többféle is lehet: a csúszási irány mindig az $\langle 111 \rangle$ irány, de csúszósík lehet a legsűrűbb $\{110\}$, valamint a kevésbé sűrű $\{112\}$ és $\{123\}$ sík is. Érdekes módon pl. az $\{100\}$ sík síkbeli kitöltési tényezője nagyobb (0,63), mint az $\{112\}$ -é (0,514) vagy az $\{123\}$ -é (0,337), ám az $\{100\}$ síkon nem figyeltek meg csúszást, nyilván azért, mert nem tartalmazza az $\langle 111 \rangle$ irányt [1].
- b) A szemcseméret szerepét a Hall–Petch-egyenlet írja le [2,3]:

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

ahol σ_0 a folyáshatár, σ_i a rács diszlokációmozgással szembeni ellenállása (azaz az a küszöbfeszültség, ahol a diszlokációk mozgása megindul), k a Hall–Petch-együttható (anyagjellemző), d a szemcseátmérő. A szemcseméret csökkenésével a legtöbb mechanikai jellegű paraméter (pl. folyáshatár, szilárdság, fáradással szembeni ellenállás, kopásállóság) kedvezően változik. A jelenség hátterében az áll, hogy az alakítás során keletkező és a szemcsehatár felé haladó diszlokációk mozgását a nagyszögű szemcsehatárok blokkolják. Így a határnál a diszlokációk feltorlódnak, és feszültségterük hozzáadódik a szomszédos szemcsére a külső erőhatásból származó csúsztatófeszültséghez. Minél nagyobb egy szemcse, annál több diszlokáció tud a határnál feltorlódni, és így ez az additív belső feszültség is nagyobb lesz. Ennek eredményeként kisebb külső erő hatására is megindul a szomszédos szemcse képlékeny alakváltozása, amit makroszkopikusan a folyáshatár csökkenéseként érzékelünk. A szemcseméret csökkenésével a szilárdság addig nő, amíg a csúszási mechanizmust a diszlokációk mozgása határozza meg, ezután viszont a Hall–Petch-összefüggés az (1) egyenlet formájában nem érvényes. A szemcseméret csökkenésével a szemcsehatár-diszlokációk koncentrációja egyre nagyobb, és egy bizonyos szemcseméret-csökkenés után az alakítás hatására a szemcsék csúsznak el egymáson, ez az ún. szemcsehatármenti csúszás [4]. Az a szemcseméret, ami alatt a Hall–Petch-egyenlet már nem érvényes, anyagonként változó, réznél pl. kb. 25 nm.

c) A szemcsehatárok többféleképpen is osztályozhatók. Az egyik legismertebb csoportosítás a nagyszögű és kisszögű határok megkülönböztetése. A nagyszögű határok olyan tartományokat választanak el, amelyek orientációkülönbsége az egymáshoz képesti elforgatás szögével megadva nagyobb, mint 5 fok. A kisszögű határok által elválasztott tartományok szögműködése ennek megfelelően 5 fok alatti. Ez a definíció azonban meglehetősen önkényes. Pontosabb, ha a kisszögű határokat egymás alá felhalmozódott diszlokációknak tekintjük, míg a nagyszögű határok a fémek olvadáskállapotból történő dermedésekor a véletlenszerű orientációjú csírák összenövésakor jönnek létre. Más szavakkal: két szemcse között akkor jön létre általános nagyszögű szemcsehatár, ha a szemcsehatár két oldalán lévő kristallit orientációja legalább annyira eltér egymástól, hogy a szemcsehatár nem épülhet fel rácsdiszlokációk felsorakozásából, és az egyik szemcse felületén elhelyezkedő atomok a másik szemcse kristályrácsába csak véletlenszerűen illeszkednek [5]. A kisszögű határok klasszikus metallográfiai vizsgálatokkal nem mutathatók ki (maratáskor nem láthatók), az általuk határolt anyagrészeket szubszemcséknek hívjuk. A nagyszögű határok általában láthatóvá tehetők hagyományos módszerekkel (kémiai vagy elektrolitos maratással).

A nagyszögű szemcsehatárokat tulajdonságaik alapján lehet osztályozni. A szakirodalom a nagyszögű szemcsehatárokat általános (vagy véletlenszerű) és speciális szemcsehatárok csoportjára bontja. A véletlenszerű szemcsehatárok átlagos diffúziós, mozgékonyági, energia stb. tulajdonságokkal rendelkeznek. A speciális szemcsehatárok valamely tulajdonsága erősen eltér a véletlenszerű határok átlagos tulajdonságától, pl. kevésbé hajlamos a szemcsehatármenti korrózióra [6]. Ezek a különbségek a szemcsehatár-szerkezeti eltérésekből egyenesen következnek, és az egyik fontos tényező, amely speciális tulajdonságokkal ruházhatja fel a határt, a különösen kicsi kitöltetlen szabad térfogat.

A speciális szemcsehatárok jelentősége abban rejlik, hogy a tulajdonságaik általában hatással vannak a polikristályos anyag makroszkópikus tulajdonságaira is. Ennek a ténynek a felismerése vezetett a speciális szemcsehatárok szerkezetének pontos megismerésére és a speciális határok véletlenszerű határokhoz képesti arányának növelésére irányuló kutatások elindításához, valamint a „grain boundary engineering” (a szemcsehatárok tulajdonságainak tudatos módosítását célzó technológiák) kialakulásához [7]. A szemcsehatárok szerkezete és tulajdonságai közötti kapcsolat korántsem világos, ennek feltérképezése a szemcsehatár-kutatások egyik fő célja.

Egy adott fémnél vagy ötvözetnél a kristályrács típusát nem tudjuk módosítani, a szemcseméretet és a szemcsehatárok típusát viszont igen. Ultrafinom szemcseszerkezetet nagy diszlokációsűrűségű anyagok hőkezelésével tudunk előállítani. Nagy diszlokációsűrűséget a legtöbb fém/ötvözet esetében intenzív képlékenyalakítással, egyes ötvözetek (pl. az acél) esetében martenzites átalakulással tudunk létrehozni. Intenzív képlékenyalakításról (IKA, Severe Plastic Deformation, SPD) akkor beszélünk, ha az alakváltozás eléri a 0,8-1 értéket.

Dolgozatomban három, egymástól különböző, ám hasonló végeredménnyel bíztató technikát ismertetek ultrafinom szemcseszerkezet előállítására, és vizsgálom ezeknek a mikroszerkezetre gyakorolt hatását. Az első módszernél többszöri hidegalakítás-hőkezelés ciklust alkalmazok, ahol a hidegalakítás kaliberhengerléssel történik. A második esetben nagysebességű, ismétlődő melegalakítással, többtengelyű kovácsolással jutok el a nagy diszlokációsűrűségig. A harmadik módszernél a képlékenyalakítást kiváltom egy edzési folyamattal, így nyerek nagy diszlokációsűrűségű anyagot.

A kutatásban közös szál a visszaszórtelektron-diffrakciós technika (Electron Back Scattering Diffraction, EBSD) alkalmazása, melyet hazánkban az általam vezetett elektronmikroszkópos laboratóriumban alkalmaztunk először, 2003-ban.

Célom a kutatási munkával az volt, hogy:

- megvizsgáljam, hogyan jön létre a nagy diszlokációsűrűségű állapot az egyes technikák alkalmazásánál
- milyen jellegű ez a diszlokációs szerkezet
- milyen egyéb technológiával lehet ezt a szerkezetet előállítani
- megvizsgáljam, hogy a szakirodalmi összefoglalóban ismertetett technológiák, amelyekkel vagy ultrafinom szemcseszerkezet, vagy nagymennyiségű speciális szemcsehatár állítható elő, kombinálható-e
- milyen mikroszerkezeti folyamatok révén valósul meg az ultrafinom szemcseszerkezet, és milyen folyamatok befolyásolják a szemcsehatár-szerkezetet.

Az ultrafinomszemcsés anyagok előállításának és széles körű felhasználásának az az alapja, hogy a létrejöttük során végbemenő folyamatokat és az ezek révén kialakuló tulajdonságokat nagy biztonsággal megismerjük. Ekkor lehet ugyanis előre meghatározott tulajdonságú anyagokat tervezni és előállítani. Fontos tehát e mikroszerkezeti folyamatokat a legkorszerűbb vizsgálati technikákkal nyomon követni és elemezni. Ez a kutatási tevékenység arra is alkalmas, hogy ezeket a korszerű vizsgálati módszereket teszteljük, bizonyítsuk alkalmazhatóságukat, és megállapítsuk korlátaikat.

A következő részben röviden ismertetem ennek a kutatómunkának az eredményeit, majd bemutatom az elért új tudományos eredményeket.

2. A KUTATÁSI MUNKA ÖSSZEFOGLALÁSA

2.1. Ausztenites acél kaliberhengerlése

A speciális szemcsehatárok meghatározóak a fémes anyagok tulajdonságaiban. Nagy mennyiségük lassítja a kúszást, a szemcsehatármenti korróziót, valamint minden egyes olyan károsodást, ami szemcsehatármenti diffúzióval történik. A speciális szemcsehatárok relatív mennyiségét kell növelni valamilyen eljárással. A cél tehát olyan anyag előállítása volt, amelyben a speciális határok aránya úgy növekszik, hogy közben a véletlenszerű határok alkotta hálózat összetöredezik.

E cél elérése érdekében ciklikus termomechanikus kezelést alkalmaztam AISI 304-es ausztenites saválló acélon, melynek „mechanikus” része szobahőmérsékleten végzett kaliberhengerlés, „termikus” része pedig rövid idejű (10 perces) hőkezelés volt 850°C-on. Összesen négy ciklust alkalmaztam. A kezelések során azt tapasztaltam, hogy a szemcse méret fokozatosan csökkent az egyes ciklusok után, míg az utolsó ciklus utáni szemcse méret 2,5 μm lett. Az első két ciklus után nagy mennyiségű (közel 50%) kisszögű szemcsehatár keletkezett, melyek fokozatosan eltűntek a harmadik és a negyedik ciklus után. Ezzel párhuzamosan a speciális szemcsehatárok aránya a negyedik ciklus után 47%-ra növekedett.

Megfigyeltem volt, hogy az első és második termomechanikus ciklus után nagymértékű szemcsén belüli deformáció keletkezett a mintákban. Ezt támasztják alá a kisszögű határok mennyiségei, illetve az átlagos szemcsén belüli orientációkülönbség adatok. Ennek oka a mintákban bekövetkező részleges újrakristályosodás. Ennek következtében a szemcséken belül nagymértékű rugalmasan tárolt energia keletkezett. Ez a tárolt rugalmas energia a harmadik termomechanikus ciklus során nagymértékben elősegítette a kisszögű határok mozgását. E mozgás következtében nagyszögű határok keletkeztek, egymáshoz relatíve kis távolságokra, ami azt eredményezte, hogy egy aprószemcsés szerkezet jött létre, ahol a szemcséken belül a kisszögű határok mennyisége már jóval kisebb. A $\Sigma 3^n$ -típusú határok mennyisége átmenetileg lecsökkent, mert a keletkezett nagyszögű határok magukba oldották őket. A tárolt rugalmas energia mennyisége is lecsökkent, így az utolsó ciklusban a szemcsehatármozgások hajtóereje lecsökkent, a szemcsehatárok mozgása lelassult, ami viszont ideálisnak bizonyult az új lágyítási ikrek megjelenéséhez. A folyamat következtében egy ultrafinomszemcsés anyag keletkezett, nagy mennyiségű CSL-határral és ugyancsak nagy mennyiségű „jó” hármasponttal.

2.2. Ferrites acél többtengelyű kovácsolása

Az utóbbi években jelentős érdeklődés nyilvánult meg a kb. 1 μm -es ferritszemcsékkel rendelkező acéltermékek iránt, hiszen ezek az anyagok nagy szakítószilárdság mellett jól alakíthatók. Ezt a szövetszerkezetet dinamikus alakváltozás által kiváltott átalakulással lehet a legegyszerűbben létrehozni. Ez azt jelenti, hogy az átalakulás jelentős része dinamikusan, az alakváltozás közben történik. Ebben különbözik ez az eljárás a hagyományos szekvenciális termomechanikus kezeléstől, ahol az átalakulás statikusan, az alakváltozás utáni hőkezelés során megy végbe. Az ultrafinom szemcseszerkezet kialakulása szempontjából rendkívül fontos tényező a csíráképződés és növekedés közötti verseny. Amennyiben a folyamat során sok csíra elvész, akkor durva szemcsés vagy kettős szemcsenagyságú anyag keletkezik.

A kísérleteket ötvözetlen acél mintákon, többtengelyű kovácsolással, a Gleeble 3800 típusú termomechanikus szimulátoron végeztem el. A többtengelyű kovácsolás során 5 ütést hajtottunk végre a négyzet keresztmetszetű rúd próbatesten úgy, hogy az egyes ütések között amintát 90°-kal elforgattuk. Eközben a minta hőmérsékletét 880 °C-ról 50 °C/s sebességgel csökkentettük. Az ötödik ütés 680 °C-on történt.

A magas hőmérsékleten az ausztenitben lejátszódó folyamatok modellezésére egy hasonló rácstípusú és rétegződési hibaenergiájú modellanyagon, vörösrézen szintén ciklikus többtengelyű kovácsolást végeztünk, szobahőmérsékleten. Megállapítottam, hogy a réz diszlokációsűrűsége már a folyamat elején telítésbe megy. Tekintettel arra, hogy az acél magas hőmérsékletű többtengelyű kovácsolása során az ausztenites állapotból rendkívül nagy sebességű a hűtés, az ausztenitnek nincs ideje újrakristályosodni. Ebben az esetben pedig, a modellanyag többtengelyű kovácsolásánál kapott eredményeket figyelembe véve, az ausztenit diszlokációsűrűsége is eléri a telített állapotot.

Az ausztenit-ferrit átalakulás során ezek a rácshibák a ferritszemcsék nukleációs helyeiként működtek. Ezáltal jóval több ferritcsíra keletkezett, ami természetesen az átalakult ferrit szemcsefinomodásához vezetett. A harmadik alakítás pontosan az ausztenit-ferrit átalakulás hőmérsékletén történt, vagyis az átalakulás az alakítás során történt, ami további ferrit szemcsefinomodáshoz vezetett.

Ez azt jelenti, hogy a túlhűtés okozta hajtóerőt a képlékeny alakítás során tárolódó energiával helyettesítjük. Ez olyan hatást vált ki, mintha megnőtt volna a túlhűtés mértéke, ezzel pedig lecsökkent a kritikus csíráméret, így aprószemcsés ferrit keletkezett, amit az utolsó ütés még jobban feltöredezett. A keletkezett szövetszerkezet átlagos szemcsemérete 1 μm körül van, bár a jellege bimodális: részben tartalmaz kis méretű ($d < 1\mu\text{m}$) szemcséket, részben tartalmaz ennél nagyobb szemcséket, amelyeket azonban kisszögű határok darabolnak fel. A kialakult szerkezetnek jó definiálható textúrája van. Domináns az $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ textúra-komponens, ami a térben középpontos köbös anyagok ismert hengerlési textúrája. Vagyis az alkalmazott melegalakítás kristálytani szempontból a hideghengerléshez hasonló textúrát hozott létre.

2.3. Léces martenzit alakítása és hőkezelése

Ultrafinomszemcsés anyagok előállításánál az első lépés mindig az, hogy egy nagy diszlokációsűrűségű anyagot állítunk elő, majd ennek további hőkezelésével a diszlokációk által alkotott kisszögű határok nagyszögűvé alakulnak, és ha az eredeti diszlokációsűrűség elegendően nagy volt, akkor ultrafinomszemcsés anyaghoz jutunk. A nagy diszlokációsűrűséget azonban nem csak képlékeny alakítással érhetjük el, hanem edzéssel is. Kis karbontartalmú ötvöztelen acélok esetén az edzés során martenzites átalakulás jön létre. Az átalakulás során a felületen középpontos köbös ausztenit térben középpontos tetragonális martenzitté alakul át.

Vizsgálataim során kis karbontartalmú mintákon vizsgáltam a léces martenzit kialakulásának feltételeit. Megállapítottam, hogy csak bizonyos karbontartalom fölött (esetemben ez 0,16 tömeg% volt) alakul ki léces martenzit.

Ezt követően a 0,16 tömeg% karbontartalmú acélt edzettem, majd hidegen hengereltem, végül lágyítottam.

Visszaszórtelektron-diffrakciós vizsgálatokkal és röntgenvonalprofil-analízissel megállapítottam, hogy edzés után nagyon nagy diszlokációsűrűség alakul ki ($4,75 \cdot 10^{15} \text{ 1/m}^2$), amely a hideghengerlés hatására mintegy a felére csökken, miközben a kisszögű határok mennyisége megnövekszik. A lágyítás után a kisszögű határok nagyszögűekké alakultak, és egy bimodális szemcseszerkezet jött létre, mert az ultrafinom szemcsék mellett vannak nagyobb szemcsék, amelyek belsejében még elég sok kisszögű határ található. Ennek a szerkezetnek köszönhetően az anyag nagy szilárdságú lesz (a kisszögű határokat tartalmazó szemcsék miatt), ezzel egyidejűleg jól alakítható is (köszönhetően az ultrafinomszemcsés tartományoknak).

3. A KUTATÁSI MUNKA EREDMÉNYEI, TÉZISEK

1. Az AISI 304 típusú, lágyított állapotú, 100 μm szemcsenagyságú ausztenites acél szobahőmérsékleten történő négy szűrőkaliberhengerral (duo hengerállványon, 200 mm átmérőjű hengerekkel, ... kerületi sebességgel, az egyes szűrőkaliberhengerek után 0,15, 0,17, 0,45, 0,53 ekvivalens alakváltozással) és az egyes szűrőkaliberhengerek követő hőkezeléssel (1050 °C, 10 perc, vízhűtés) ultrafinomszemcsés szövet jön létre. A kialakult szövet (melynek jellemző átlagos szemcsemérete 2,5 μm) nagy mennyiségű (az összes nagyszögű határ 47 %-a) speciális szemcsehatárt tartalmaz, ami egy kétdimenziós perkolációs modell eredményei alapján elegendő a véletlenszerű határok hálózatának megszaggatásához. [S4], [S5], [S6], [S7], [S8]
2. Az első tézisben definiált négy ciklusból álló termomechanikus kezelés első két ciklusa után a koherensen szóró tartományok mérete 89 ill. 109 nm, a diszlokációsűrűség nagy ($2,9 \cdot 10^{14}$ ill. $5,2 \cdot 10^{14} \text{ 1/m}^2$), a kisszögű határok aránya a kis- és nagyszögű határok összes hosszához viszonyítva nagy (49,2% ill. 49,7%), ennek megfelelően a diszlokációk feszültségteréből származó átlagos szemcsén belüli orientáció-különbség is nagy (2,3° ill. 2,2°). Ez a rövid (10 perces) hőkezelési idő miatt csak részlegesen végbemenő újrakristályosodás következménye. Az újrakristályosodás mértékét az 1°-nál kisebb átlagos szemcsén belüli orientáció-különbségű szemcsék aránya adja meg (az első két ciklus után 4,4% ill. 7,3%). A harmadik és negyedik termomechanikus ciklus után a koherensen szóró tartományok mérete 137 ill. 203 nm-re növekedik, a diszlokációsűrűség két nagyságrendet csökken, a kisszögű határok aránya a kis- és nagyszögű határok összes hosszához viszonyítva jelentős mértékben lecsökken (10,4% ill. 4,3%), és a szemcsén belüli orientáció-különbség is kisebb lesz (0,5° ill. 0,4°). Mivel a hőkezelés okozta termikus aktiváció mind a négy termomechanikai ciklusnál azonos, a harmadik és negyedik ciklus során a tapasztalt intenzív szemcsehatár mozgás az első két ciklus során eltárolt rugalmas energia hatására játszódik le. E szemcsehatár mozgások következtében a szomszédos szubszemcsék egymásba olvadnak, aminek következtében méretük megnövekszik, és a köztük lévő határ nagyszögűvé válik. Ennek eredményeként alakul ki a 2,5 μm méretű, és nagyszögű határokkal elválasztott szemcseszerkezet. [S4], [S5], [S6], [S7], [S8]
3. A négy ciklusból álló termomechanikus kezelés eredményeként létrejött ultrafinomszemcsés AISI 304-es ausztenites acél jelentős mennyiségű $\Sigma 3$ -as és $\Sigma 9$ -es típusú szemcsehatárt tartalmaz (az összes nagyszögű határ 39 ill. 5,3%-a). A $\Sigma 9$ -es típusú határok megjelenésének az az oka, hogy amikor két inkoherens $\Sigma 3$ -as határ mozgása során találkozik ugyanazzal a véletlenszerű szemcsehatár-szakasszal, akkor azzal reakcióba lépve egy $\Sigma 9$ -es határszakaszt hoznak létre, így a véletlenszerű határ folytonossága megszakad. A második termomechanikus ciklus után a szemcsékben tárolt rugalmas energia a harmadik és a negyedik termomechanikus ciklus során elősegíti az inkoherens $\Sigma 3$ -as határok mozgását, aminek következtében $\Sigma 9$ -es határszakaszok jönnek

létre a véletlenszerű határokból, így a véletlenszerű határok folytonossága felszakadozik. Mindezt a mérések során tapasztalt, a nem termomechanikusan kezelt mintákhoz képest nagy mennyiségű (az összes nagyszögű határ 5%-a) $\Sigma 9$ -es határ jelenléte bizonyítja. [S4], [S5], [S6], [S7], [S8]

4. A nagy hőmérsékletéről (880 °C) nagy sebességgel (50 °C/s) hűtött C-Mn acél minta öt lépésben történő többtengelyű kovácsolása eredményeként ultrafinomszemcsés anyag jött létre kb. 1 μm -es átlagos szemcsemérettel. Az egyenértékű alakváltozás alakításonként 0,5, az alakítási sebesség 10 1/s volt. Az első két alakítás ausztenites állapotban, a harmadik alakítás az ausztenit-ferrit átalakulás kezdeti hőmérsékletén történt. A negyedik alakítás a heterogén ausztenit-ferrit mezőben valósult meg, az utolsó alakítás pedig teljesen ferrites állapotban történt. A kialakult szerkezet diszlokációsűrűsége $4,7 \cdot 10^{14} \text{ 1/m}^2$, a diszlokációk inkább csavar-karaktert mutatnak ($q=2,44$). Az ausztenithez hasonló kristályszerkezetű és rétegződési hibaenergiájú OFHC réz minta szobahőmérsékletű többtengelyű kovácsolása során elhanyagolható mértékű makroszkópikus alakváltozás mellett jelentős mértékű felhalmozott rugalmas energia keletkezik, ugyanis a keménység az első alakítás után telítésbe megy, és nagy mennyiségű kisszögű szemcsehatár (69,4%) keletkezik.

Figyelembe véve az ausztenites állapotban végzett alakítás körülményeit, az OFHC rézen végzett modellkísérletek eredményei alapján várható, hogy az ausztenit diszlokációsűrűsége telítésbe megy. Az ausztenitben tárolt rugalmas energia hatására az allotróp átalakulás kezdőhőmérséklete megnőtt, így a túlhűtés mértéke is nagyobb lett. Emiatt kisebb ferritcsírák keletkeztek, ami ultrafinom szemcseméretet eredményezett. [S2], [S6]

5. A nagy hőmérsékletéről (880 °C) nagy sebességgel (50 °C/s) hűtött C-Mn acél minta öt lépésben történő többtengelyű kovácsolása eredményeként létrejött ultrafinom-szemcsés anyag EBSD által meghatározott szemcsenagysága a szemcsék közötti orientáció-különbség 5°-os értékéig meredeken nő, ezután viszont telítésbe megy. Ez azt jelenti, hogy a nagyszögű határok kritikus orientáció-különbségét célszerű 5°-nak választani. [S2], [S6]
6. A nagy hőmérsékletéről (880 °C) nagy sebességgel (50 °C/s) hűtött C-Mn acél minta öt lépésben történő többtengelyű kovácsolása eredményeként létrejövő szövet az orientációeloszlás-függvények elemzése alapján döntően $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ textúrát mutat, ami a térben középpontos köbös fémek tipikus hengerlési textúrája. A keletkezett textúrában az α -szál jelenléte kevésbé mutatható ki, a TKK anyagok hengerlésénél tipikus γ -szálnak viszont több komponense is kimutatható (az ún. F1 és F2 komponensek, amik az $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ textúrának felelnek meg, illetve a C-vel jelölt kockatextúra-komponens, a $(0\ 0\ 1)[0\ 1\ 0]$). [S2], [S6]
7. Kis karbontartalmú, alacsonyan ötvözött acélok edzése során egy kritikus edzési hőmérséklet fölött (a vizsgált esetben ez 1100 °C volt) és egy bizonyos koncentrációt

elérő karbontartalom esetén (a vizsgált esetben ez 0,16% volt) léces martenzites szerkezet jön létre a minta szinte teljes térfogatában. A martenzites szerkezet kötegekre, blokkokra és szub-blokkokra oszlik. Egy köteg egy adott eredeti ausztenitszemcséből alakult át. A blokkok az eredeti ausztenitszemcsével a Kurdjumov-Sach féle orientációs kapcsolatban vannak. A blokkok egymáshoz képesti orientációkülönbsége az esetek többségében $60^\circ @ \langle 111 \rangle$ típusú. Egy kötegben maximum 6 különböző orientációjú blokk lehet. Ezek egymáshoz képesti orientációkülönbségének meghatározása és a martenzitvariáns beazonosítása után az

$$\mathbf{A} = \mathbf{T}^{-1} \cdot \mathbf{M}$$

egyenlet (ahol \mathbf{M} a martenzitvariáns mért orientációja, \mathbf{T} az adott martenzitvariánshoz tartozó transzformációs mátrix, és \mathbf{A} az eredeti ausztenitszemcse orientációs mátrixa) az eredeti ausztenitszemcse orientációját adja meg. [S1], [S3]

8. A 0,16 tömeg% karbont tartalmazó, alacsonyan ötvözött acél edzése során az ausztenit és a martenzitfázis rácsparaméterei közötti különbség miatt (amely a karbontartalommal növekszik) nagy mennyiségű misfit diszlokáció, zömében éldiszlokáció ($q=1,65$) keletkezik. A martenzitszemcsék által az átalakulás alatt az ausztenitben létrejövő deformáció ugyancsak a diszlokációsűrűség növekedéséhez vezet. Emiatt az edzés végén az egyensúlyinál nagyobb diszlokációsűrűség jön létre az anyagban ($4,75 \cdot 10^{15} \text{ 1/m}^2$), ami jó alapot nyújt az ultrafinomszemcsés anyagok előállításához. [S1], [S3]
9. Az edzett acél 50 %-os hideghengerlése során (amit az tett lehetővé, hogy a keletkezett léces martenzit alakítható) az egyensúlyi mennyiség fölötti éldiszlokációk a bevitt energia következtében annihilálódnak, így a diszlokációsűrűség az edzett állapothoz képest csökken ($2,2 \cdot 10^{15} \text{ 1/m}^2$). Az alakítás során a csavardiszlokációk mozgása erősen gátolt. Az él komponensek kifutnak a szemcse- vagy szubszemcsehatárookra, a csavarkomponensek eközben megnyúlnak. Így az alakítás végén a diszlokáció populáció csavar jelleget mutat ($q=2,2$). [S1], [S3]
10. Az edzés+hideghengerlés utáni hőkezelés során további diszlokáció-mozgások történnek, amelyek következtében a kisszögű határok egy része feloldódik, és így kisméretű, de nagyszögű határokkal határolt térfogatrészek jönnek létre, amelyek belseje a hőkezelés előtti állapotnál kevesebb hibát tartalmaz. A keletkezett szemcseszerkezet bimodális, mert az ultrafinom szemcsék mellett vannak nagyobb szemcsék, amelyek belsejében még elég sok kisszögű határ található. Ennek a szerkezetnek köszönhetően az anyag nagy szilárdságú lesz (a kisszögű határokat tartalmazó szemcsék miatt), ezzel egyidejűleg jól alakítható is lesz (köszönhetően az ultrafinomszemcsés tartományoknak). [S1], [S3].

4. A KUTATÁSHOZ KAPCSOLÓDÓ SAJÁT PUBLIKÁCIÓK

- [S1] Szabó Péter János, Verő Balázs, Gonda Viktor, Bodnár Viktória, Ungár Tamás, Csiszár Gábor: A léces martenzites szövetszerkezet, mint a telítési állapot egyik lehetséges változata
Proc. XIV. Képlékenyalakító Konferencia, Miskolc, 2012. 02. 15-17., <http://www.matsci.uni-miskolc.hu/keplekeny/>
- [S2] P. J. Szabó, P. Bereczki, B. Verő: Production of Ultra Fine Grained Steel by Multiaxial Forging
Proc. Int. Conf. of Mechanical Engineering 2012., <http://www.gepeszet.bme.hu/>
- [S3] Szabó Péter János, Verő Balázs: A léces martenzit orientációs viszonyainak meghatározása visszaszórt elektrondiffrakcióval
BÁNYÁSZATI KOHÁSZATI LAPOK-BÁNYÁSZAT 144:(2) pp. 15-18. (2011)
- [S4] P J Szabó, J. Ginsztler: Production of very fine grained AISI 304 steel with high special grain boundary density by grain boundary engineering
MATERIALS AT HIGH TEMPERATURES 28:(3) pp. 254-260. (2011)
- [S5] P J Szabo: Effect of Partial Recrystallization on the Grain Size and Grain Boundary Structure of Austenitic Steel
MATERIALS CHARACTERIZATION 66: pp. 99-103. (2011)
- [S6] P. J. Szabó, P. Bereczki, B. Verő: The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel
PERIODICA POLYTECHNICA MECHANICAL ENGINEERING 55 (1) pp. 61-66.
- [S7] P J Szabó: Thermomechanical treatment of AISI 304 austenitic stainless steel
In: Stépán G, T. Szalay, Á. Antal, I. Gyurika (szerk.) Gépészet 2010: Proceedings of the Seventh Conference on Mechanical Engineering. Budapest, Magyarország, 2010.05.25-2010.05.26., Budapest: Budapest University of Technology and Economics, pp. 23-29. Paper 23. (ISBN:978-963-313-007-0)
- [S8] P J Szabó: Grain Boundary Engineering of Metals by Thermo-mechanical Treatment
MATERIALS SCIENCE FORUM 659: pp. 349-354. (2010)
- [S9] Gaál Z, Szabó PJ, Ginsztler J: Evolution of Special Grain Boundaries in Austenitic Steels
MATERIALS SCIENCE FORUM 589: pp. 19-24. (2008)

- [S10] Gaál Z, Szabó PJ: Evolution of Grain Boundaries in Austenitic Stainless Steels
MATERIALS SCIENCE FORUM 537-538: pp. 355-361. (2007)
- [S11] Gaál Z, Szabó PJ, Ginsztler J: A termomechanikus kezelés hatása a szemcsehatárookra
MŰSZAKI SZEMLE 38: pp. 118-122. (2007)
- [S12] Szabó Péter János: A visszaszórt elektrondiffrakció alkalmazása az anyagvizsgálatban
ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA 16:(3) pp. 82-89. (2006)
- [S13] Ginsztler J, Szabó PJ, Gaál Z: Measuring Techniques And Their Applications In Damage Analysis
In: Penninger A, Kullmann L (szerk.) GÉPÉSZET 2006: Proceedings of the Fifth Conference on Mechanical Engineering. Budapest, Magyarország, 2006.05.25-2006.05.26. (TU Budapest)
- [S14] Gaál Z, Szabó P J, Ginsztler J: Szemcsehatár-kutatások ausztenites acélokban
In: OGÉT 2006: XIV. Nemzetközi Gépész Találkozó. Marosvásárhely, Románia, 2006.04.27-2006.04.30 Kolozsvár: Erdélyi Magyar Muszaki Tudományos Társaság, pp. 135-138.(ISBN:973-7840-10-0)

5. A TÉZISFÜZETBEN SZEREPLŐ IRODALMI HIVATKOZÁSOK

- [1] Prohászka János: A fémek és ötvözetek mechanikai tulajdonságai, Műegyetemi Kiadó, 2001.
- [2] Hall, E.O., Proc. Phys. Soc. 64B (1951) 747
- [3] Petch, N.J., J. Iron Steel Inst. 174 (1953) 25.
- [4] R.A. Masamura et. al, „Yield Stress of Fine Grained Materials”, Acta Metallurgica 46 (13) pp. 4527-4534, 1998
- [5] Gaál Zoltán: Speciális szemcsehatárok arányának módosítása acélokban, PhD-értekezés, 2008.
- [6] Chadwick, G.A., Smith, D.A., Grain boundary structure and properties, Academic Press, London (1976)
- [7] Watanabe, T., Res. Mech. 11 (1984) 47